

明細書

高ケイ素ステンレス鋼及びそれを素材とするバネ並びに高ケイ素ステンレス鋼の製造方法

技術分野

[0001] 本発明は、高ケイ素ステンレス鋼に関し、特に、高い延性を有する高ケイ素ステンレス鋼、それを素材とするバネ及びその高ケイ素ステンレス鋼の製造方法に関する。

背景技術

[0002] 高ケイ素ステンレス鋼はシリコロイという名称で知られており、3.5重量%以上のケイ素がステンレス中に含有されている金属材料である。高ケイ素ステンレス鋼は、さびにくく、高韌性、耐摩耗性、耐熱性を有する金属材料である。

[0003] しかし、高ケイ素ステンレス鋼においては、鍛造しクエンチング処理後の破断伸びが約10%であり、また、高硬度化を図るために500°C程度の温度で熱時効処理を施した後の破断伸びは、高々3.5%と小さい値であった。このため、金属材料の最も特徴的な特性の1つである延性が不十分なために各種機械部品等への適用が限定されるという問題が生じていた。

[0004] 一般的にステンレス鋼等の鋼材は、結晶粒を小さくすることによって、機械的強度や延性が向上することが知られている。ステンレス鋼等の鋼材に関して、結晶粒を小さくする方法が幾つか開示されている(例えば、特許文献1~3)。

特許文献1:特開2000-248329号公報

特許文献2:特開2000-351040号公報

特許文献3:特開2002-192201号公報

発明の開示

発明が解決しようとする課題

[0005] しかし、特許文献1~3に示すような方法を高ケイ素ステンレス鋼に適用して高ケイ素ステンレス鋼の結晶粒の微細化を試みても材料が割れてしまう等の現象が発生し、結晶粒が微細化された高ケイ素ステンレス鋼が得られない状況にあった。具体的には、高ケイ素ステンレス鋼は、結晶粒の大きさが、結晶粒の小さいものでも25~30μ

m程度であり、上述のようにその破断伸びが、鍛造レクエンチング処理後において約10%、熱時効処理後において高々3.5%のものしか得られない状況であった。

[0006] このような問題を解決し、破断伸びが大きく延性に優れた高ケイ素ステンレス鋼を実現することによって、高ケイ素ステンレス鋼の特長が更に生かされ、優れた機械部品等を提供することができる。こうしたことから、大きな破断伸びを有する高ケイ素ステンレス鋼が強く望まれていた。

[0007] そこで、本発明は、かかる背景に鑑みてなされたものであり、その目的は、大きな破断伸びを有する高ケイ素ステンレス鋼及びそれを素材とするバネ並びに高ケイ素ステンレス鋼の製造方法を提供することにある。

課題を解決するための手段

[0008] <発明の概要>

本発明は、高ケイ素ステンレス鋼の結晶粒を微細化させる方法を見出したことによってなされた。すなわち、高ケイ素ステンレス鋼又はその母合金の表面温度を一定の範囲に制御しながら、衝撃荷重及び/又は静荷重を、好ましくは衝撃荷重を負荷して鍛造を行うことによって高ケイ素ステンレス鋼の結晶粒の大きさを小さくさせることができる。また、制御する表面温度及び鍛造の条件を変えることによって結晶粒の大きさを制御することができる。

[0009] <解決手段>

本発明の高ケイ素ステンレス鋼は、結晶粒の大きさが15μm以下の微細組織を主体とし、破断伸びが12%以上のものであることを特徴としている。

[0010] このように、高ケイ素ステンレス鋼において、結晶粒の大きさを15μm以下にすることによって、破断伸びを大きくすることができる。

[0011] また、本発明の高ケイ素ステンレス鋼は、好ましくは結晶粒の大きさが7μm以下の微細組織を主体とし、破断伸びが14%以上のものである。

[0012] このように、高ケイ素ステンレス鋼において、結晶粒の大きさを7μm以下にすることによって、更に破断伸びを大きくすることができる。

[0013] ここで、高ケイ素ステンレス鋼は、ケイ素が3.5重量%以上、一般的に3.5重量%～7重量%含まれているステンレス鋼をいうが、シリコロイA1、シリコロイA2、シリコロ

イDを例示することができる。

[0014] なお、ここで「結晶粒の大きさ」は、ASTM Designation E112-82によって求められる値をいう。また、「破断伸び」は、JIS規格Z2241の金属材料引張試験方法に定義されている破断伸びをいう。

[0015] また、本発明の高ケイ素ステンレス鋼を素材として使用してなるバネは、延性が飛躍的に改善されているので高荷重負荷を与えても破壊しにくく、優れた機械部品等を提供することができる。また、長い寿命を有するバネを提供することができる。

[0016] また、本発明の高ケイ素ステンレス鋼は、上記いずれかの高ケイ素ステンレス鋼に対して、480°C～550°Cの温度範囲で熱時効処理を施した後において、破断伸びが7%以上であることを特徴とする。なお、熱時効処理は、高ケイ素ステンレス鋼においては、上記温度範囲で1時間程度保持して行なわれる場合が多い。

[0017] また、熱時効処理によって、材料表面の硬度が高くなるが、上記熱時効処理を施した後において、破断伸びが7%以上有する高ケイ素ステンレス鋼は、ブリネル硬さの値が450以上という高い硬度を保持することができる。ここで、「ブリネル硬さ」は、JIS規格Z2243のブリネル硬さ試験によって求められる値をいう。

[0018] このような高硬度を有する高ケイ素ステンレス鋼は、優れた機械部品等を提供することができ、また、更に高負荷に耐え長い寿命を有するバネを提供する。

[0019] なお、また、バネ等の機械部品に対しては、窒化処理やショットピーニング処理によって表面処理を行うことができる。一般に高ケイ素ステンレス鋼の表面に窒素を侵入させることによって表面硬度が高くなるが、微細な結晶粒を有する高ケイ素ステンレス鋼では、更に表面硬度を高くすることができる。また、ショットピーニング処理は高ケイ素ステンレス鋼内部に残留応力を生じさせる効果があるが、窒素を侵入させて表面硬度を高めた微細な結晶粒を有する高ケイ素ステンレス鋼にショットピーニング処理を行うと、ショットピーニングによって生じる残留応力が大きくなりやすく、より大きな応力に対抗することが可能となると考えられる。

[0020] 本発明の高ケイ素ステンレス鋼の製造方法は、高ケイ素ステンレス鋼又は高ケイ素ステンレス鋼の母合金に対し、鍛造を行う工程において、高ケイ素ステンレス鋼又は母合金の表面温度を1100°C以上とした状態で衝撃荷重及び／又は静荷重を負荷

した後、表面温度が950°C以下であって、かつ高ケイ素ステンレス鋼又は母合金に割れを生じない温度範囲で衝撃荷重及び／又は静荷重を負荷する荷重負荷工程を含むことによって、結晶粒の大きさが15 μ m以下の微細組織を主体とした鋼材を製造することを特徴としている。

[0021] これによって、大きな破断伸びを有する高ケイ素ステンレス鋼が得られる。つまり、表面温度が1100°C以上から荷重の負荷を開始し、950°C以下の温度まで荷重を負荷することによって、高ケイ素ステンレス鋼又はその母合金の結晶粒の微細化が促進される。このとき、950°C以下の温度範囲で時間を長く鍛造する程、結晶粒が小さくなる。また、高ケイ素ステンレス鋼又は母合金に割れを生じない温度で、950°C以下のうち、より低い温度で荷重を負荷する程、結晶粒の微細化が促進される。また、鍛造の開始時点は、高ケイ素ステンレス鋼又はその母合金の表面温度が1100～1200°Cであることが好ましい。1200°Cを超える温度にする必要性がないからである。表面温度が1100°Cより低い温度から、鍛造を開始すると、まだ十分に延性が付与されていない高ケイ素ステンレス鋼又は母合金に割れが発生しやすくなる。なお、ここで「母合金」とは、鍛造後に高ケイ素ステンレス鋼となる成分からなる合金をいう。

[0022] また、鍛造の際の荷重は静荷重であってもよいが、衝撃荷重を与えることによって高ケイ素ステンレス鋼又はその母合金内部で活発な自己発熱が起り、結晶粒の微細化が一層促進され、工程に要する時間を短縮することができる。また、静荷重と衝撃荷重を併用してもよい。例えば、衝撃荷重の負荷に加えた後に圧延(静荷重)を行うことによって薄板形状の材料を得ることが容易となる。

[0023] また、本発明の高ケイ素ステンレス鋼の製造方法は、高ケイ素ステンレス鋼又は母合金の表面温度を1100°C以上とした状態で衝撃荷重及び／又は静荷重を負荷した後、表面温度が950°C以下であって、かつ高ケイ素ステンレス鋼又は母合金に割れを生じない温度範囲で衝撃荷重及び／又は静荷重を負荷する第1の荷重負荷工程と、高ケイ素ステンレス鋼又は母合金の表面温度を850°C～1050°Cの温度範囲とした状態で衝撃荷重及び／又は静荷重を負荷し始めて、表面温度が950°C以下であり、かつ高ケイ素ステンレス鋼又は母合金に割れを生じない温度範囲で衝撃荷重及び／又は静荷重を負荷する第2の荷重負荷工程とを含み、第1の荷重負荷工

程後に、第2の荷重負荷工程を1回以上行うことによって、結晶粒の大きさが $15\mu\text{m}$ 以下の微細組織を主体とした鋼材を製造することを特徴としている。

[0024] 前述のように高ケイ素ステンレス鋼又は母合金に割れを生じない温度で、かつ 950°C 以下の表面温度で荷重を負荷することによって結晶粒が微細化された高ケイ素ステンレス鋼が得られるが、このように第1の荷重負荷工程と、第2の荷重負荷工程を行うことによって、鍛造時の高ケイ素ステンレス鋼又は母合金に割れが発生するのを回避しやすくなる。また、第2の荷重負荷工程においては、荷重負荷の開始の時における高ケイ素ステンレス鋼又は母合金の表面温度が 1050°C を超えない温度にする。 1050°C を超えて加熱すると、結晶粒が再び大きくなるからである。第2の荷重負荷工程は、1回でもよく、複数回繰り返してもよい。

[0025] また、本発明の高ケイ素ステンレス鋼の製造方法は、第2の荷重負荷工程において荷重を負荷するときの表面温度の最低温度を、第1の荷重負荷工程において荷重を負荷するときの表面温度の最低温度より低くし、第2の荷重負荷工程を複数回行い、複数回行う第2の荷重負荷工程において荷重を負荷するときの表面温度の最低温度を回数毎に低くしながら前記結晶粒の大きさを徐々に小さくし、第2の荷重負荷工程の回数を変えることによって結晶粒の大きさを制御し、結晶粒の大きさが $15\mu\text{m}$ 以下の微細組織を主体とした鋼材を製造することを特徴としている。

[0026] これによって、大きな破断伸びを有し、結晶粒の大きさが制御された高ケイ素ステンレス鋼が得られる。

[0027] このように、荷重を負荷する時の下限の温度を徐々に下げていくことによって、徐々に結晶粒が小さくなる。つまり、高ケイ素ステンレス鋼又はその母合金の延性が徐々に高くなっていくので、高ケイ素ステンレス鋼又はその母合金に割れを生じにくくさせており、荷重負荷の回数毎に結晶粒の大きさを小さくしていくことができる。

[0028] なお、荷重負荷の下限の温度を徐々に下げていかなくとも、荷重負荷を繰り返す度に結晶粒は小さくなるが、この場合は、高ケイ素ステンレス鋼又はその母合金の割れを回避するためには、負荷する荷重の大きさを最初の方は小さく抑える工夫をすることが好ましい。

発明の効果

[0029] 結晶粒の大きさを $15\mu\text{m}$ 以下に小さくすることによって、破断伸びが向上し、優れた延性を有する高ケイ素ステンレス鋼が提供される。また、結晶粒の大きさを $7\mu\text{m}$ 以下にすることによって、破断伸びが14%以上と更に飛躍的に向上した高ケイ素ステンレス鋼が提供される。

[0030] 热時効処理によって硬度が高くなった高ケイ素ステンレス鋼において、その材料の破断伸びが7%以上であり、従来と比べて破断伸びが飛躍的に向上した高ケイ素ステンレス鋼が提供される。この場合、破断伸びが7%以上であり、かつ、ブリネル硬さが450である高ケイ素ステンレス鋼も提供される。

[0031] 高ケイ素ステンレス鋼を素材として使用してなるバネは、延性が飛躍的に改善されているので高負荷を与えてても破壊しにくく、また、長い寿命を有する。

[0032] 本発明の高ケイ素ステンレス鋼の製造方法により、高ケイ素ステンレス鋼の結晶粒の大きさを $15\mu\text{m}$ 以下にすることができる。

図面の簡単な説明

[0033] [図1]図1は、本発明の実施例に係る高ケイ素ステンレス鋼の鍛造方法を説明する模式図であり、(a)は鍛造時の様子を示す図、(b)は高ケイ素ステンレス鋼の外観の斜視図である。

[図2]図2は、本発明の実施例1に係る高ケイ素ステンレス鋼の電子顕微鏡による組織観察において、(a)は観察箇所の概略を示す図、(b)は外周部の組織写真を示す図、(c)は中心部の組織写真を示す図である。

[図3]図3は、本発明の実施例2に係る高ケイ素ステンレス鋼製のサラバネを説明する図であり、(a)はサラバネを構成する座金の正面から見た断面図、(b)はサラバネの正面から見た断面図である。

[図4]図4は、従来の高ケイ素ステンレス鋼の電子顕微鏡による組織観察において、(a)は観察箇所の概略を示す図、(b)は外周部の組織写真を示す図、(c)は中心部の組織写真を示す図である。

符号の説明

[0034] 1 母合金
2 エアーハンマー

3 アンビル

4 ハンマー

5 駆動装置

6 温度計

7 作業者

8 把持具

101 高ケイ素ステンレス鋼

31 座金

32 サラバネ

発明を実施するための最良の形態

[0035] 以下、本発明の実施の形態について説明する。

[0036] 本実施の形態に係る高ケイ素ステンレス鋼は、結晶粒の大きさが $15\text{ }\mu\text{m}$ 以下の微細組織を主体とし、破断伸びが12%以上である。また、結晶粒の大きさが $7\text{ }\mu\text{m}$ 以下の微細組織を主体とし、破断伸びが14%以上である。

[0037] 上記の高ケイ素ステンレス鋼は、広範に機械部品等の金属製品の素材として使用される。例えば、上記の高ケイ素ステンレス鋼を素材として使用することによって、従来のバネ材と異なりさびにくく、長い寿命を有するバネが提供される。

[0038] また、本実施の形態に係る高ケイ素ステンレス鋼は、 480°C ～ 550°C の温度範囲で熱時効処理後において、破断伸びが7%以上である。また、この高ケイ素ステンレス鋼は、熱時効処理によって、破断伸びが7%以上を保持しブリネル硬さを450以上とすることができる。このような高硬度を有する高ケイ素ステンレス鋼を使用することによって、更に高負荷に耐え長い寿命を有するバネが提供される。

[0039] 高ケイ素ステンレス鋼の組織の微細化は、高ケイ素ステンレス鋼の素材又は高ケイ素ステンレス鋼となる成分からなる母合金(以下、微細化の前の素材及び母合金を総称して「母合金等」という)を用いて行う。母合金等の大きさや形状には特に制限がなく、製造設備や目的に応じて様々な大きさの丸材、角材、板材等と使用することができる。また、鍛造等による製造工程において、様々な大きさの丸材、角材、板材等に加工された高ケイ素ステンレス鋼を得ることができるのは言うまでもない。

[0040] 以下に説明するように、母合金等を一定の温度範囲で荷重を負荷しながら高ケイ素ステンレス鋼を製造する。荷重は、衝撃荷重でも静荷重でもよいが、結晶粒の微細化の速度が速くなるので衝撃荷重を負荷することが好ましい。なお、衝撃荷重を負荷する装置としては、ハンマーを装備したプレス機が挙げられる。

[0041] 微細な結晶粒の大きさを有する高ケイ素ステンレス鋼を得るためには、950°C以下の温度で母合金等に鍛造を行い、母合金等の結晶粒を微細化させる。

[0042] その製造工程においては、まず表面温度が1100~1200°Cまで加熱した母合金等に対して荷重の負荷を開始する。そして、母合金等は、外気にさらされているので荷重を負荷している間に母合金等の温度が低下するが、母合金等の表面温度が950°C以下になんでも荷重を負荷する。母合金等の表面温度は、母合金等が割れない温度で、きるだけ低い温度で荷重を負荷することが好ましい。このとき、700°C以下の温度になると母合金等に割れが発生しやすくなるので注意を要する。

[0043] より微細化された結晶粒を有する組織を得る場合、950°C以下、より好ましくは850°C以下の温度を保ちながらなるべく長時間をかけて荷重を負荷する。更に、母合金等が割れない温度範囲で、きるだけ低い温度に至るまで鍛造を行ようにする。

[0044] 荷重の負荷が終了後、従来法に従ってクエンチングによって冷却して、結晶粒が微細化された高ケイ素ステンレス鋼が得られる。

[0045] 以上的方法によって本発明の実施の形態に係る高ケイ素ステンレス鋼が製造されるが、以下に説明するように荷重の負荷(鍛造)を複数回行うことによって、高ケイ素ステンレス鋼の結晶粒の大きさは、0.6 μm~15 μmの間で制御することが容易になる。

[0046] まず、1100~1200°C付近まで加熱した母合金等に対して荷重を負荷し始めて950°C以下で母合金等が割れない温度領域まで荷重を負荷する(第1回目の鍛造)。

[0047] 次に、鍛造を止め母合金等の表面温度が850°C以上、好ましくは1050°C付近になるまで母合金等を加熱する。このとき、母合金等の表面温度が1050°Cを超えると、逆に結晶粒が大きくなってしまうので1050°Cを超えないようにする。そして、表面温度が1050°C付近になった母合金等に対し、再び荷重を負荷し始めて950°C以下、好ましくは850°C以下で母合金等が割れない温度領域まで荷重を負荷する(第2回

目の鍛造)。再び、荷重の負荷を止め母合金等の表面温度が1050°C付近になるまで母合金等を加熱する。そして、再び表面温度が1050°C付近になった母合金等に對し、荷重を負荷し始めて950°C以下で母合金等が割れないの温度領域まで荷重を負荷する(第3回目の鍛造)。更に、必要に応じて、同様に第4回目の鍛造、第5回目の鍛造、それ以上の鍛造の工程を繰り返す。

[0048] ここで、荷重の負荷を終了する温度は、第2回目の鍛造の方が、第1回目の鍛造の時より低い温度にすることによって、更に結晶粒が小さくなりやすい。このように鍛造する下限の温度を徐々に下げていくと、母合金の割れの発生を回避しながら高い荷重を負荷することができるので微細な結晶粒を容易に得られることとなる。

[0049] 以上のように、上記の鍛造工程を繰り返すことによって、結晶粒の大きさがだんだん小さくなるので、所望の結晶粒の大きさになる工程の回数を設定しておくことにより、結晶粒の大きさを制御することができる。すなわち、鍛造工程を複数回の工程に分けることにより、より容易に結晶粒の大きさが制御された微細組織を得ることができる。

[0050] なお、工程の最後は、この場合も上記と同様、従来法に従ってクエンチングによって冷却して、本実施の形態に係る高ケイ素ステンレス鋼を得る。

[0051] 以下に、実施例によって本発明を図面を参照して具体的に説明するが、本発明はこの実施例に限定されるものではない。

実施例 1

[0052] 鉄(Fe)以外の主成分(重量%)が、Si:4、C:0.02、Ni:7、Cr:12である直径12cm、長さ25cmの母合金を以下に示すように鍛造及びクエンチングを施して、直径3cm、長さ120cmの高ケイ素ステンレス鋼を得た。

[0053] 図1は、本実施の形態に係る高ケイ素ステンレス鋼の鍛造時の様子を模式的に示している。図1(a)は鍛造時の様子を示しており、図1(b)は、得られた高ケイ素ステンレス鋼の外観形状を示している。

[0054] まず、1150°Cに加熱された母合金1を1/2トンのエアーハンマー2のアンビル3上に置いた。

[0055] ハンマー4をアンビル3から70cmの高さから母合金1に対して落下させて鍛造を行った。衝撃は、1秒間に2回のサイクルでハンマー4が駆動装置5によって落下・上昇

することによって行われ、作業者7が把持具8を用いて母合金1を適宜移動させて、母合金1の全体が鍛造されるようにした。

[0056] そして、母合金1の表面温度が850°Cになったことを温度計6で確認した後、鍛造を停止し、母合金1を図示しない電気炉内に入れて母合金1の表面温度が1050°Cを超えないように1050°C付近まで加熱した。このときの母合金1の表面温度の測定も温度計6を用いて行った。なお、温度計6は、デジタル放射温度計(大同特殊鋼(株)製、スターサーモDS-06CF)を用いた。

[0057] 次に、1050°C付近まで加熱した母合金1に対し、再び上記の方法と同様な方法で鍛造を行った。このときは、母合金1の表面温度が800°Cになるまで鍛造を行った。その後、母合金1を電気炉内に入れて母合金1の表面温度が1000°Cになるまで加熱した。

[0058] 更に、1000°C付近まで加熱した母合金1に対し、再び上記の方法と同様な方法で鍛造を行った。このときは、母合金1の表面温度が750°Cになるまで鍛造を行って鍛造処理を完了させた。

[0059] そして、鍛造処理を終えた母合金1に対し、母合金1の表面温度が1000°Cになるまで電気炉内で加熱した後、一般にエス・ティー処理と呼ばれるウォータークエンチングを施して高ケイ素ステンレス鋼101を得た。

[0060] ここで得られた高ケイ素ステンレス鋼101の引っ張り強さは1134N/mm²であり、破断伸びは14%であった。また、ブリネル硬さは、341であった。

[0061] また、高ケイ素ステンレス鋼101に対し、500°Cで1時間の熱時効処理を施した。そして、この熱時効処理後の高ケイ素ステンレス鋼の引っ張り強さは1634N/mm²であり、破断伸びは10%であった。また、ブリネル硬さは、461であった。

[0062] なお、上記いずれの場合も、JIS規格Z2201の金属材料引張試験片に規定されている14A4号試験片を作製し、JIS規格Z2241の金属材料引張試験方法に従って引っ張り試験を行って、引っ張り強さ及び破断伸びを測定した。また、JIS規格Z2243に従って、ブリネル硬さを測定した。

[0063] 上記熱時効処理後の高ケイ素ステンレス鋼101を輪切りにした断面の外周に近い部分(外周部)と中心に近い部分(中心部)を観察し、ASTM Designation E112

ー82に従って結晶粒の大きさを測定した。

[0064] 図2(a)は、上記輪切りにした断面の観察箇所の概略を示し、図2(b)及び(c)は、それぞれ外周部及び中心部の観察箇所における熱時効処理後の高ケイ素ステンレス鋼の電子顕微鏡による組織写真である。ここで、図2(b)及び(c)に示す写真の倍率は400倍である。図2(b)及び(c)を比較しても分かるように、外周部と中心部との間で組織に違いは認められなかった。そして、結晶粒の大きさは、外周部(図2(b)参照)においても、中心部(図2(c)参照)においても、 $6.9 \mu m$ であった。

[0065] なお、結晶粒の大きさは、上記熱時効処理によって影響されないので、上記熱時効処理前後における結晶粒の大きさは同じである。

[0066] また、上記熱時効処理後の高ケイ素ステンレス鋼に対し、従来法に従って窒化処理を施し、従来法のインペラー方式によってショットピーニングを施した。これによって得られた高ケイ素ステンレス鋼の表面のビッカース硬さは、1400であった。なお、この場合、硬さをビッカース硬さ試験で評価したが、ビッカース硬さは、JIS規格Z2244に従って測定した。

[0067] 本実施例1の高ケイ素ステンレス鋼と従来の高ケイ素ステンレス鋼とを比較するため、市販(従来)の高ケイ素ステンレス鋼について上記と同じ形状のサンプルの表面を上記と同様の方法で観察して組織写真を得た。そして、上記と同様の方法で結晶粒の大きさを測定した。

[0068] 図4(a)は、上記従来の高ケイ素ステンレス鋼サンプルについて観察箇所の概略を示し、図4(b)及び(c)は、それぞれ外周部及び中心部の観察箇所における熱時効処理後の高ケイ素ステンレス鋼の電子顕微鏡による組織写真である。この場合も、図4(b)及び(c)に示す写真の倍率は400倍である。図4(b)及び(c)において、上述のように外周部と中心部との間で結晶粒の大きさは少し異なるが、これらの写真では外周部と中心部との間で顕著な組織の違いは認められなかった。そして、従来の高ケイ素ステンレス鋼については、結晶粒の大きさは、外周部(図4(b)参照)では $27.2 \mu m$ 、中心部(図4(c)参照)では $24.9 \mu m$ であった。

実施例 2

[0069] 実施例1で得た直径3cm、長さ120cmの高ケイ素ステンレス鋼101を用いてサラバ

ネを作製した。

[0070] サラバネの作製は、サラバネを構成する座金を作製し、複数の座金を積み重ねることによって行った。

[0071] 図3(a)に作製した座金の正面から見た断面図を、図3(b)に作製したサラバネの正面から見た断面図を示す。

[0072] 図3(a)に示す座金31の作製には、まず、高ケイ素ステンレス鋼101(図1参照)を直径3cm(30mm)、長さ10cm(100mm)に切断し、複数個の円柱状の材料とした。次に、この各円柱状の材料に対して、円柱の底面を叩いて直径約40mmとした後、スライスして直径約40mm、厚さ約2.5mmにした後、中央に直径約20mmの穴明け加工を、エッジ部にR加工をして穴明き円板状の材料とした。

[0073] 更に、この穴明き円板状の材料に対し、応力を与えて湾曲させて、中央部分を突起させて略ホーン状とした後、500°Cで1時間の熱時効処理を施して座金31とした。なお、座金31の主要部な箇所の寸法を図3(a)に示している。

[0074] 次に、図3(b)に示すように座金31を130個積み重ねてサラバネ32とした。

[0075] そして、サラバネ32に対して、その上下方向(矢符a、b)に荷重を負荷して寿命試験を行った。試験では、サーボパルサー試験機を用いて、1秒間に10回(10Hz)のサイクルで荷重を与えた。荷重振幅は、4.5kN～3.2kNであった。800万回荷重を与えた後においても、サラバネ32には特に損傷が認められなかった。

産業上の利用可能性

[0076] 本発明の高ケイ素ステンレス鋼は、バネ以外にも広範な金属製品として活用されるが、特に、高強度・高韌性を必要とするベアリング、ボルト・ナット等の機械部品、支承用ローラ等の構造部材、刃物や切削工具等として適用可能である。

[0077] また、本発明の高ケイ素ステンレス鋼の製造方法は、析出硬化型ステンレス鋼であれば高ケイ素ステンレス鋼以外の金属にも適用して、その組織の微細化を図ることが可能であると考えられる。他の析出硬化型ステンレス鋼として、例えばSUS630が挙げられる。

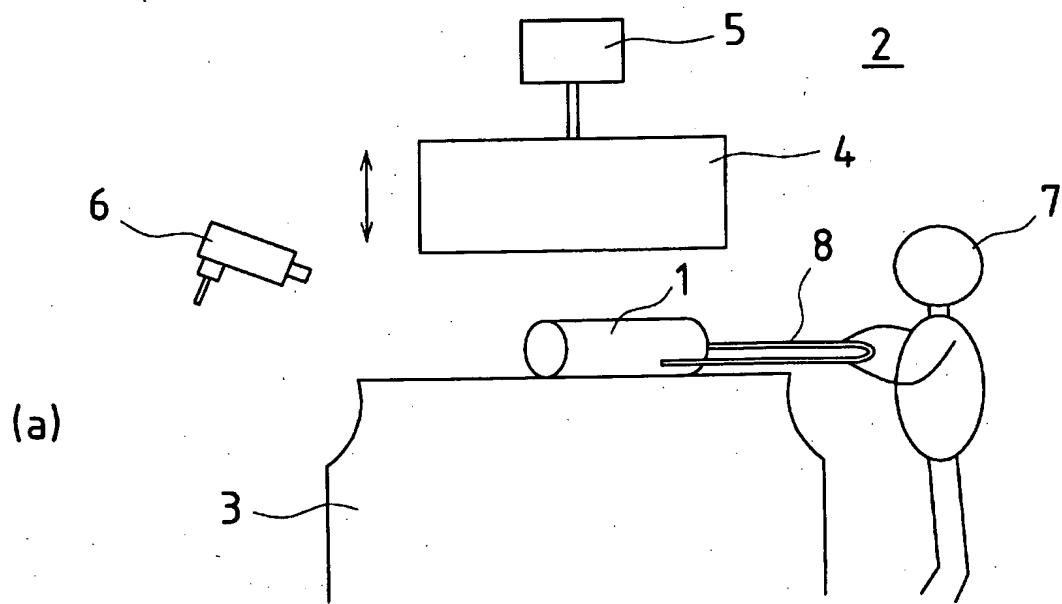
請求の範囲

- [1] 結晶粒の大きさが $15\mu\text{m}$ 以下の微細組織を主体とし、
破断伸びが12%以上のものであることを特徴とする高ケイ素ステンレス鋼。
- [2] 結晶粒の大きさが $7\mu\text{m}$ 以下の微細組織を主体とし、
破断伸びが14%以上のものであることを特徴とする高ケイ素ステンレス鋼。
- [3] 請求項1又は請求項2に記載の高ケイ素ステンレス鋼に対し、480°C～550°Cの温
度範囲で熱時効処理がなされた高ケイ素ステンレス鋼であって、
この高ケイ素ステンレス鋼の破断伸びが7%以上であることを特徴とする高ケイ素ス
テンレス鋼。
- [4] ブリネル硬さが450以上であることを特徴とする請求項3に記載の高ケイ素ステンレ
ス鋼。
- [5] 請求項1乃至請求項4のいずれかに記載の高ケイ素ステンレス鋼を使用してなるバ
ネ。
- [6] 高ケイ素ステンレス鋼又は高ケイ素ステンレス鋼の母合金に対し鍛造を行う工程に
おいて、
前記高ケイ素ステンレス鋼又は前記母合金の表面温度を1100°C以上とした状態
で衝撃荷重及び／又は静荷重を負荷した後、前記表面温度が950°C以下であって
、かつ前記高ケイ素ステンレス鋼又は前記母合金に割れを生じない温度範囲で衝
撃荷重及び／又は静荷重を負荷する荷重負荷工程を含むことによって、結晶粒の大き
さが $15\mu\text{m}$ 以下の微細組織を主体とした鋼材を製造することを特徴とする高ケイ素ス
テンレス鋼の製造方法。
- [7] 高ケイ素ステンレス鋼又は高ケイ素ステンレス鋼の母合金に対し鍛造を行う工程に
おいて、
前記高ケイ素ステンレス鋼又は前記母合金の表面温度を1100°C以上とした状態
で衝撃荷重及び／又は静荷重を負荷し始めて、前記表面温度が950°C以下であつ
て、かつ前記高ケイ素ステンレス鋼又は前記母合金に割れを生じない温度範囲で衝
撃荷重及び／又は静荷重を負荷する第1の荷重負荷工程と、
前記高ケイ素ステンレス鋼又は前記母合金の表面温度を850°C～1050°Cの温度

範囲とした状態で衝撃荷重及び／又は静荷重を負荷した後、前記表面温度が950°C以下であつて、かつ前記高ケイ素ステンレス鋼又は前記母合金に割れを生じない温度範囲で衝撃荷重及び／又は静荷重を負荷する第2の荷重負荷工程とを含み、前記第1の荷重負荷工程後に、前記第2の荷重負荷工程を1回以上行うことによつて、結晶粒の大きさが15μm以下の微細組織を主体とした鋼材を製造することを特徴とする高ケイ素ステンレス鋼の製造方法。

[8] 請求項7に記載の高ケイ素ステンレス鋼の製造方法において、前記第2の荷重負荷工程において荷重を負荷するときの表面温度の最低温度を、前記第1の荷重負荷工程において荷重を負荷するときの表面温度の最低温度より低くし、前記第2の荷重負荷工程を複数回行い、前記複数回行う第2の荷重負荷工程において荷重を負荷するときの表面温度の最低温度を回数毎に低くしながら結晶粒の大きさを徐々に小さくし、前記第2の荷重負荷工程の回数を変えることによって結晶粒の大きさを制御し、結晶粒の大きさが15μm以下の微細組織を主体とした鋼材を製造することを特徴とする高ケイ素ステンレス鋼の製造方法。

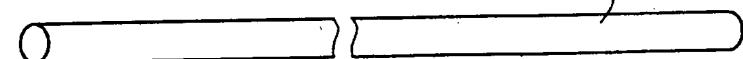
[図1]



(a)

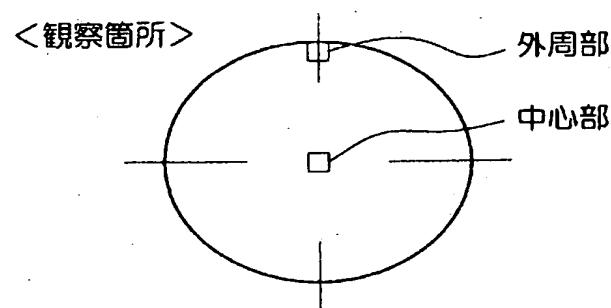
(b)

101

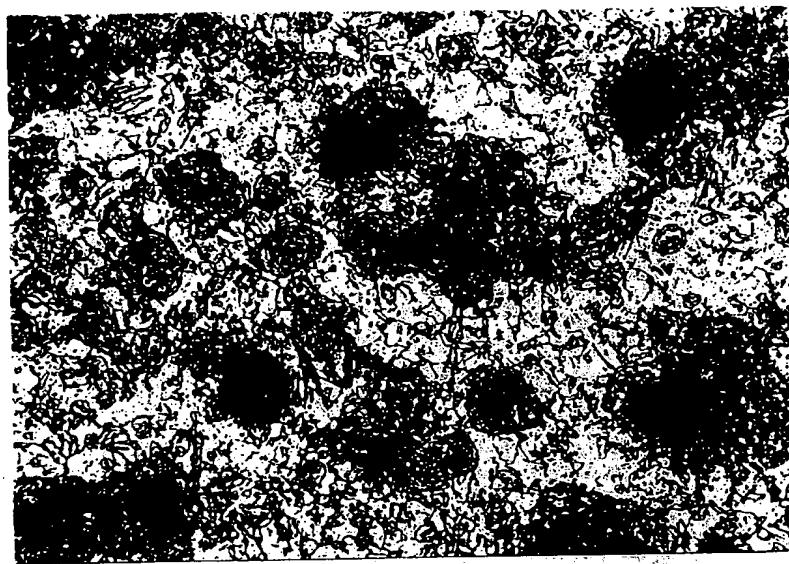


[図2]

(a)



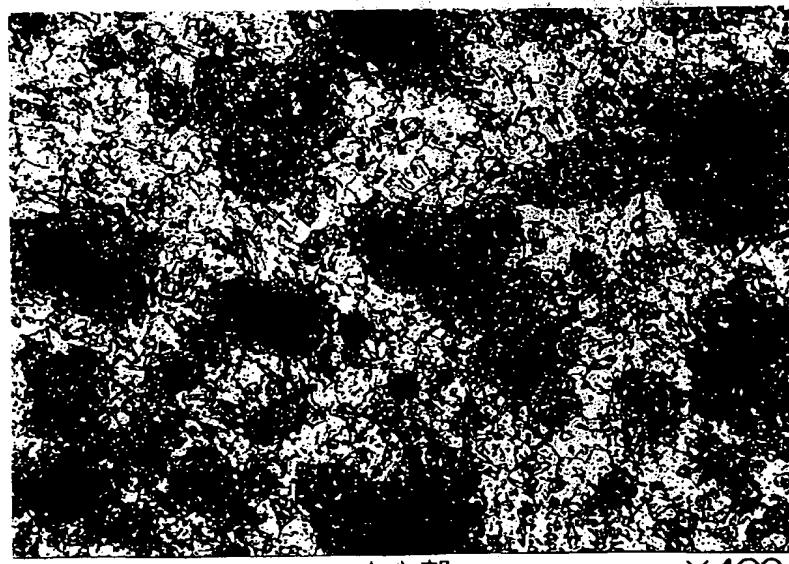
(b)



外周部

 $\times 400$

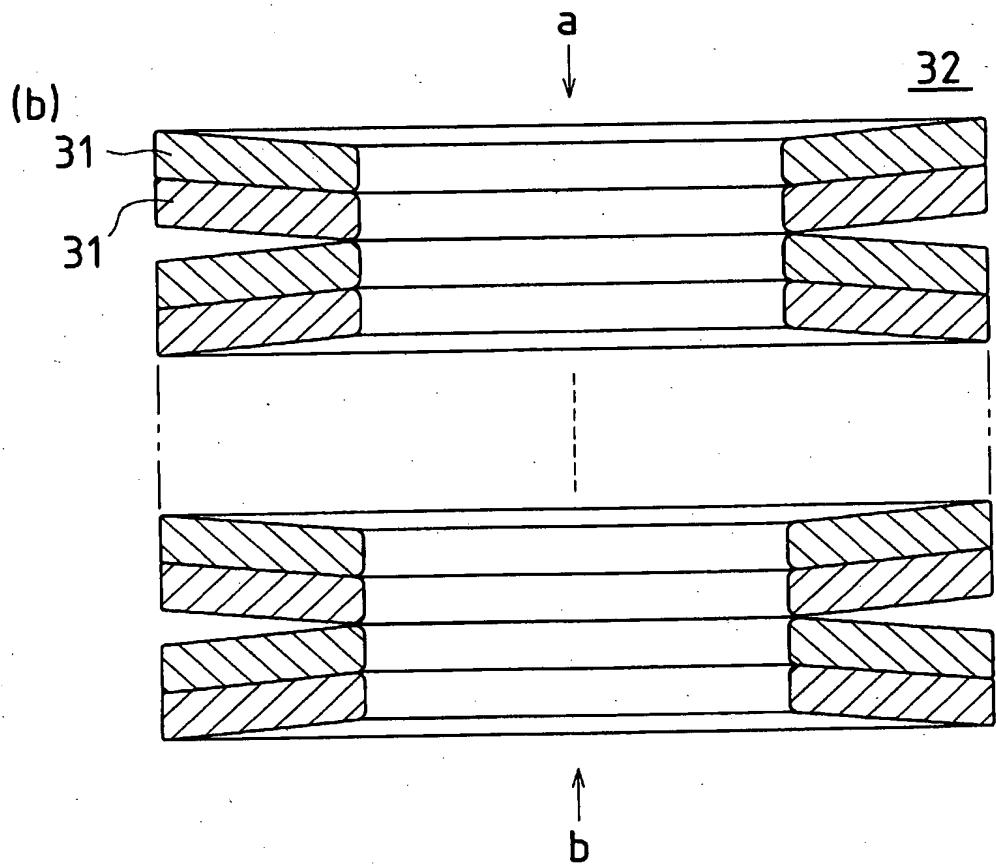
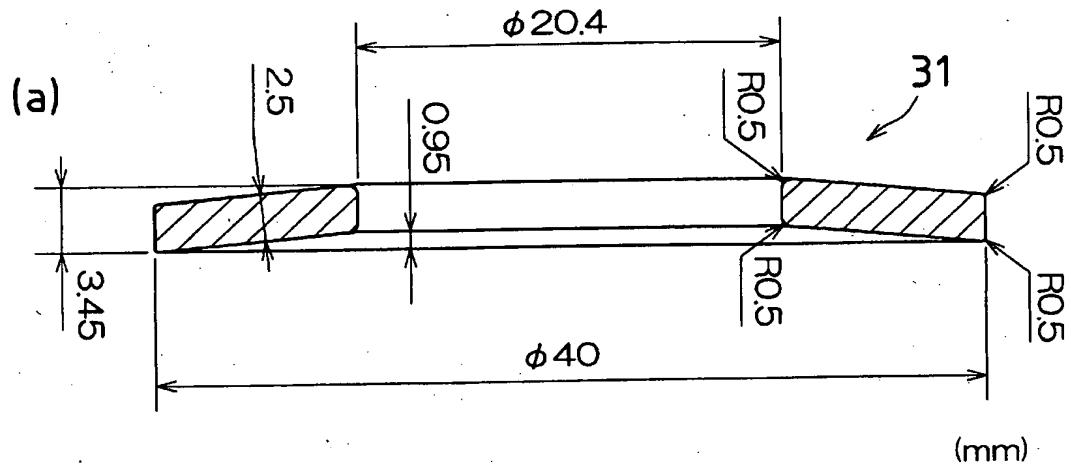
(c)



中心部

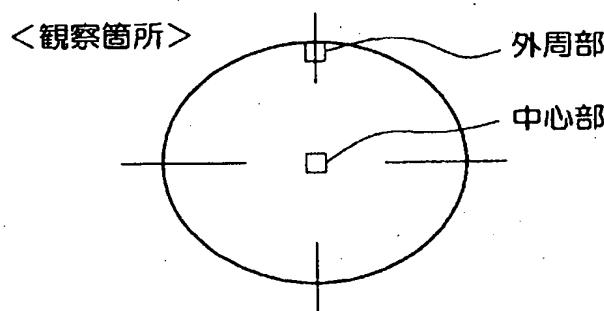
 $\times 400$

[図3]



[図4]

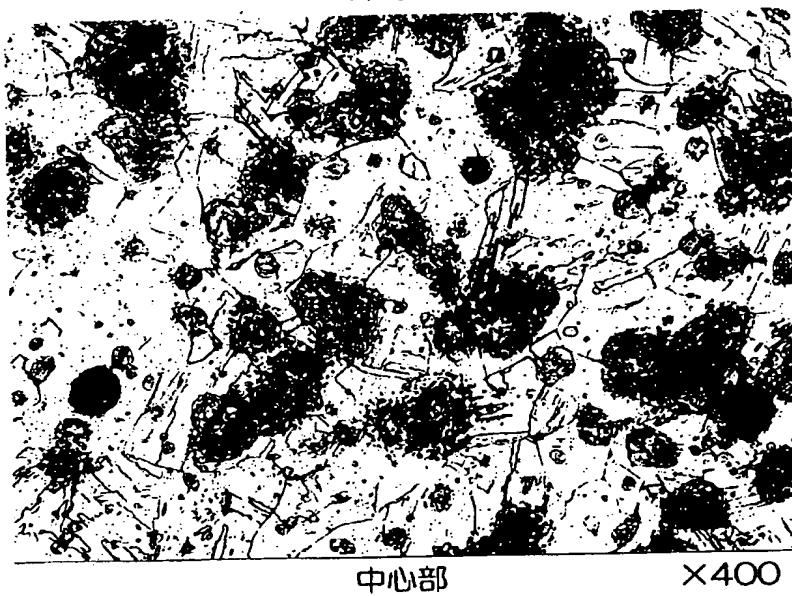
(a)



(b)



(c)



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/JP2005/009072

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER
Int.Cl' C22C38/00, B21J5/00, C21D8/00, C22C38/02

According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)
Int.Cl' C22C38/00, B21J5/00, C21D8/00, C22C38/02

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched
Jitsuyo Shinan Koho 1922-1996 Jitsuyo Shinan Toroku Koho 1996-2005
Kokai Jitsuyo Shinan Koho 1971-2005 Toroku Jitsuyo Shinan Koho 1994-2005

Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
Y	JP 2003-193202 A (Nisshin Steel Co., Ltd.), 09 July, 2003 (09.07.03), Claims; Par. No. [0001]; Tables 1, 2, steel No.6 (Family: none)	1-8
Y	JP 7-243530 A (Kokusen Parts Industry Co., Ltd.), 19 September, 1995 (19.09.95), Claims; the column of "Steel Products of the invention on tables 1, 2, (Family: none)	1-5

Further documents are listed in the continuation of Box C.

See patent family annex.

* Special categories of cited documents:	
"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance	"T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention
"E" earlier application or patent but published on or after the international filing date	"X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone
"L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)	"Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art
"O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means	
"P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed	"&" document member of the same patent family

Date of the actual completion of the international search
15 August, 2005 (15.08.05)

Date of mailing of the international search report
30 August, 2005 (30.08.05)

Name and mailing address of the ISA/
Japanese Patent Office

Authorized officer

Telephone No.

Faxsimile No.

Form PCT/ISA/210 (second sheet) (January 2004)

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No. PCT/JP2005/009072
--

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
Y	JP 61-253324 A (Kokusai Parts Industry Co., Ltd.), 11 November, 1986 (11.11.86), Claims (Family: none)	6-8
E, X	JP 2005-146380 A (Kabushiki Kaisha Howa), 09 June, 2005 (09.06.05), Claims (Family: none)	1-8

A. 発明の属する分野の分類 (国際特許分類 (IPC))

Int.Cl.⁷ C22C38/00, B21J5/00, C21D8/00, C22C38/02

B. 調査を行った分野

調査を行った最小限資料 (国際特許分類 (IPC))

Int.Cl.⁷ C22C38/00, B21J5/00, C21D8/00, C22C38/02

最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの

日本国実用新案公報	1922-1996年
日本国公開実用新案公報	1971-2005年
日本国実用新案登録公報	1996-2005年
日本国登録実用新案公報	1994-2005年

国際調査で使用した電子データベース (データベースの名称、調査に使用した用語)

C. 関連すると認められる文献

引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求の範囲の番号
Y	JP 2003-193202 A (日新製鋼株式会社) 2003.07.09, 特許請求の範囲、【0001】、表 1, 2 鋼 No. 6 (ファミリーなし)	1-8
Y	JP 7-243530 A (国産部品工業株式会社) 1995.09.19, 特許請求の範囲、表 1, 2 鋼本発明品欄 (ファミリーなし)	1-5
Y	JP 61-253324 A (国産部品工業株式会社) 1986.11.11, 特許請求の範囲 (ファミリーなし)	6-8

 C欄の続きにも文献が列挙されている。 パテントファミリーに関する別紙を参照。

* 引用文献のカテゴリー

「A」特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの
 「E」国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの
 「L」優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献 (理由を付す)
 「O」口頭による開示、使用、展示等に言及する文献
 「P」国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願

の日の後に公表された文献
 「T」国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と矛盾するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの
 「X」特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの
 「Y」特に関連のある文献であって、当該文献と他の1以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの
 「&」同一パテントファミリー文献

国際調査を完了した日

15. 08. 2005

国際調査報告の発送日

30. 8. 2005

国際調査機関の名称及びあて先

日本国特許庁 (ISA/JP)

郵便番号 100-8915

東京都千代田区霞が関三丁目4番3号

特許庁審査官 (権限のある職員)

小川 武

4K 9270

電話番号 03-3581-1101 内線 3435

C (続き) 関連すると認められる文献		関連する 請求の範囲の番号
引用文献の カテゴリー*	引用文献名・及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	
E, X	JP 2005-146380 A (株式会社豊和) 2005.06.09, 特許請求の範囲 (フ アミリーなし)	1-8